

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-048601

(43)Date of publication of application : 21.02.1995

(51)Int.Cl.

B22F 1/00
B22F 9/08
C22C 21/02

(21)Application number : 05-192117

(71)Applicant : SUMITOMO ELECTRIC IND LTD

(22)Date of filing : 03.08.1993

(72)Inventor : KONDO KATSUYOSHI
TAKEDA YOSHINOBU

(54) HIGH HARDNESS AND WEAR RESISTANT ALUMINUM POWDER ALLOY AND PRODUCTION THEREOF

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain, an aluminum alloy material capable of standing sliding and having high strength and wear resistance without executing surface treatment as sliding parts.

CONSTITUTION: This aluminum alloy is one having a compsn. constituted of a general formula $Al-a.Si-b.T-c.X-d.Cu-e.Mg$ (where T; one or both elements of Fe and Ni, X; one or \geq two kinds of elements among Ti, Cr, V, Mo and Zr, and as for (a), (b), (c), (d) and (e), respectively, by weight, (a); 5 to 15%, (b); 5 to 12%, (c); 2 to 6%, (d); 0.4 to 8% and (e); 0.2 to 4%), and the balance substantial aluminum. The alloy powder is subjected to cold compacting or warm compacting at $\leq 300^{\circ}C$. This compacted body is inserted into a die (mold) whose inside temp. is held at $350-550^{\circ}C$, which is subjected to hot compacting to regulate its true density ratio into $\geq 97\%$ by press compressing under 4 to 10t/cm² pressure for 3 to 60sec by an upper die (upper punch) and a lower die (lower punch) in which the temp. of either or both is held at $350-550^{\circ}C$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]	19.01.2000
[Date of sending the examiner's decision of rejection]	
[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]	abandonment
[Date of final disposal for application]	29.08.2003
[Patent number]	
[Date of registration]	
[Number of appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of extinction of right]	

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-48601

(43) 公開日 平成7年(1995)2月21日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
B 2 2 F 1/00	N			
9/08	A			
C 2 2 C 21/02				

審査請求 未請求 請求項の数13 O L (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願平5-192117

(22) 出願日 平成5年(1993)8月3日

(71) 出願人 000002130

住友電気工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号

(72) 発明者 近藤 勝義

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友

電気工業株式会社伊丹製作所内

(72) 発明者 武田 義信

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友

電気工業株式会社伊丹製作所内

(74) 代理人 弁理士 上代 哲司 (外2名)

(54) 【発明の名称】 高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 摺動部品として表面処理無しで摺動に耐え得る高強度で且つ耐摩耗性を有するアルミニウム合金材料を得ることと、極めて高い経済性で該材料を提供する。

【構成】 一般式 $Al-a \cdot Si-b \cdot T-c \cdot X-d \cdot Cu-e \cdot Mg$ (但し、 $T; Fe, Ni$ のどちらか一方または両方の元素、 $X; Ti, Cr, V, Mo, Zr$ の1種または2種以上の元素であり、且つ a, b, c, d, e はそれぞれ重量%で $a; 5 \sim 15\%$ 、 $b; 5 \sim 12\%$ 、 $c; 2 \sim 6\%$ 、 $d; 0.4 \sim 8\%$ 、 $e; 0.2 \sim 4\%$ であり、残部が実質的にアルミニウム、合金粉末を冷間成形もしくは $300^\circ C$ 以下の温間成形し、この粉末成形体を内面温度を $350^\circ C \sim 550^\circ C$ に保持した金型(臼)に挿入し、これをどちらか一方もしくは両方を $350^\circ C \sim 550^\circ C$ に保持した上型(上パンチ)と下型(下パンチ)により圧力 $4 \sim 10 t/cm^2$ での3秒~60秒間の加圧圧縮により真密度比97%以上に熱間成形固化する。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 ヤング率が 100 GPa 以上で且つビッカース硬度が 350 MHv 以上で、さらに抗折力が 650 MPa 以上であることを特徴とする高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

【請求項 2】 一般式 $Al-a \cdot Si-b \cdot T-c \cdot X-d \cdot Cu-e \cdot Mg$ (但し、 T ; Fe, Ni のどちらか一方または両方の元素、 X ; Ti, Cr, V, Mo, Zr の 1 種または 2 種以上の元素であり、且つ a, b, c, d, e はそれぞれ重量%で a ; 5~15%, b ; 5~12%, c ; 2~6%, d ; 0.4~8%, e ; 0.2~4% であり、残部が実質的にアルミニウムおよび不可避免的不純物) なる組成であることを特徴とする請求項 1 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

【請求項 3】 前記請求項 2 記載の組成からなるアルミニウム粉末合金であって、前記 Si 成分が粒径 1 μm 以下の Si 晶であり、前記 T 成分が Al と最長径で 3 μm 以下の Al-Fe, Al-Ni, Al-Fe-Ni 系の金属間化合物であり、前記 X 成分が粒径 1 μm 以下であり、これらの成分が上記形態で素地中に均一に分散していることを特徴とする請求項 2 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

【請求項 4】 前記請求項 2 記載の組成からなるアルミニウム粉末合金において、最大粒径 20 μm 、平均粒径 10 μm 以下であるような炭化物、酸化物、窒化物から選ばれた少なくとも 1 種以上の硬質粒子が素地中に 2~40 体積%均一に分散することを特徴とする請求項 2 または請求項 3 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

【請求項 5】 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末を冷間成形もしくは 300℃以下の温間成形し、この粉末成形体を内面温度を 350℃~550℃に保持した金型(臼)に挿入し、これをどちらか一方もしくは両方を 350℃~550℃に保持した上型(上パンチ)と下型(下パンチ)により圧力 4~10 t/cm²での 3 秒~60 秒間の加圧圧縮により真密度比 97%以上に熱間成形固化することを特徴とする請求項 1 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 6】 前記請求項 5 における加圧圧縮による成形固化後に粉末固化体を 300~500℃に 0.5~4 Hr 加熱し、あるいはさらに水冷後 200℃以下で時効処理を施すことを特徴とする請求項 5 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 7】 原料である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末は、一般式 $Al-a \cdot Si-b \cdot T-c \cdot X-d \cdot Cu-e \cdot Mg$ (但し、 T ; Fe, Ni のどちらか一方または両方の元素、 X ; Ti, Cr, V, Mo, Zr の 1 種または 2 種以上の元素であり、且つ a, b, c, d, e

はそれぞれ重量%で a ; 5~15%, b ; 5~12%, c ; 2~6%, d ; 0.4~8%, e ; 0.2~4% であり、残部が実質的にアルミニウムおよび不可避免的不純物) なる組成であることを特徴とする請求項 5 または請求項 6 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 8】 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末の凝固速度は 10³℃/秒以上であり、且つ 106℃/秒を越えないことを特徴とする請求項 5 または請求項 6 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 9】 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末は噴霧法により製造された粉末であり、且つそれが最大粒径 150 μm 以下、平均粒径 50 μm 以下であることを特徴とする請求項 5 乃至請求項 8 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 10】 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末は、そのまま或いは機械的な造粒処理や混合処理によりオリフィス 4 mmφでの粉末の流動度が 60 秒/50 g 以下であることを特徴とする請求項 5 乃至請求項 9 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 11】 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末が、前記請求項 5 記載の冷間成形もしくは温間成形での給粉前に 300℃以下に加熱されていることを特徴とする請求項 5 乃至請求項 10 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 12】 前記請求項 7 記載の組成を有する急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは同組成を有する機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末において、前記請求項 4 記載の硬質粒子を添加・混合した後、機械的粉碎・混合・再凝集法の組み合わせによりこれら粒子を素地中に均一に分散した急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末を使用することを特徴とする請求項 7 乃至請求項 11 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【請求項 13】 前記請求項 7 記載の組成を有するアルミニウム合金溶湯において、前記請求項 4 記載の硬質粒子を添加し、さらに溶解鑄造法や誘導溶解法によりこれら粒子を溶湯中に均一に分散させた後、噴霧法により作製した急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末を使用することを特徴とする請求項 7 乃至請求項 11 記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、物理的特性や機械的特性に優れ、特に高硬度で且つ耐摩耗性に優れた高密度の

アルミニウム粉末合金を高い経済性で製造することができるアルミニウム粉末合金の製造方法に関するものである。この発明のアルミニウム粉末合金の利用分野としては、コンプレッサ部品のパiston、シュー、サイドプレート等、自動車部品のオイルポンプローター等、または、事務機器のローラー、ギヤ、軸受け等の摺動部品が挙げられる。

【0002】

【従来の技術】従来、コンプレッサ部品や自動車用オイルポンプ或いはローラー、ギヤ、軸受け等には鉄系の材料が使われてきた。しかし、鉄系材料ではその重さが問題となり近年の自動車関連機器の軽量化・高効率化、或いは事務機器の高性能化の要求に応えることができなくなってきた。特に、可変速・高速で摺動する部材に用いると、摺動や回転にともなう加減速時の慣性力・遠心力が質量に比例して大きくなり、また、これらの力は回転の角速度の2乗に比例して大きくなるので鉄系材料で高速化を図ると、機器や装置全体を大きく、またきわめて頑丈に作る必要が生じる他、装置そのものの効率を阻害する懸念があった。

【0003】そこで、注目された材料が低比重材料であるが、最も軽量な材料であるマグネシウムは、熱膨張係数が大きすぎ周辺部材とのマッチングがとれない上、低硬度であるため摺動部材としては全く使用に耐えない。次に軽量なアルミニウム合金に、熱膨張を小さくし耐摩耗性を改善するために、主にシリコンを多量に添加することが種々の製造方法で検討された。まずは、溶解鋳造、溶解圧延、連続鋳造等の溶製技術により検討されたが、Si初晶の分散のみでは硬質アルマイト処理やNi-Pメッキ等の表面処理無しで鉄系材料に置き替わるような摺動部材として使用に耐え得る耐摩耗性は実現しなかった。

【0004】そこで、溶解鋳造法の凝固速度を改善することにより、遷移元素の合金成分の添加量を増加させる試みもなされたが、微細な金属間化合物として分散可能な量には自ずと限界があり、強度・靱性を劣化させることなく耐摩耗性に効果のあるようなFe系、Ni系、Fe-Ni系等のアルミナイドを微細に分散させ得る添加量は、合計で4.0wt%程度が限界であり、これを越える量を添加すると溶解鋳造法の凝固速度では粗大な晶出物あるいは析出物が生成してしまい、強度が劣化してしまう。また、Zr, Ti, Mo, Vの元素についても上述の通り微量な添加によりマトリックスを微細析出物で硬化し、耐摩耗性を一層改善するが溶解鋳造法の場合はその添加量総計が1wt%を越えると強度を低下させてしまう。これらFe, Ni, Mo, Ti, Zr, V等の元素は実操上、溶湯中の偏析等の問題から添加が難しく、Siと同時に添加しても表面処理無しで鉄系材料に置き換わるような耐摩耗性は実現しない。

【0005】そこで、粉末冶金法によって、急冷凝固さ

れたアルミニウム合金粉末を原料としてこれを固化することで、溶解法では得られなかった高シリコン含有合金や高遷移元素合金の製造を可能とし耐摩耗特性を改善する検討が行われてきた。このようなアルミニウム合金系の高合金粉末を焼結させるには、合金粉末の表面にある還元不可能な強固な酸化膜を如何に破り粉末同士の金属接触部を形成させ金属原子の拡散を可能とさせるかがポイントであり、従来、この方法は大きく次の2つの方法があった。

【0006】1つは、焼結助剤を混合する方法であり、これはアルミニウムあるいはアルミニウム合金組成の融点より低温側で共晶液相を発生する合金成分を有する粉末を焼結助剤として原料に添加・混合して圧縮成形し、さらに焼結工程の昇温過程中に成形体内に形成された焼結助剤とアルミニウム粉末またはアルミニウム合金粉末との金属接触部から共晶液相を発生させることで金属接触部の拡大を図り焼結を進行させる方法である。

【0007】合金元素を10重量%以上含有するこのような焼結合金の製造方法としては、特公昭53-118209号には共晶液相であるAl-Si二元合金粉末に焼結助剤として金属Si粉末と必要に応じて合金成分粉末を混合してSiを合計で20~50重量%含有した焼結体の製造法が、また特公昭59-37339号にはAl-Si粉末にCu, Mg, Si成分を単組成粉末あるいは合金組成粉末として添加配合する高Si含有焼結体の製造方法が提案されているが、得られる焼結体の耐摩耗性は目的の用途には使えるレベルではない。

【0008】もう一方の塑性加工を加える方法は、新しい粉末冶金技術として近年になって開発されてきた方法で、塑性変形により粉末同士を結合させる物理的な方法である。粉末に強力な塑性加工を加えることで粉末を塑性変形させ、粉末表面の酸化膜を破り、分断し、隣接粉末粒子間をつなぎ金属接触部を生成させる。この方法では物理的手法で酸化膜を破るため焼結助剤は不要である。塑性加工方法としては、ホットプレス法、粉末鍛造法、粉末押出法、粉末圧延法等が用いられる。またこの塑性加工による方法は比較的低い温度域で塑性加工処理ができるため、急冷凝固の効果のある程度保持した高密度合金を得ることができる。特開昭60-121203号は、アルミニウム合金粉末を温度250~550℃で押出比4:1~15:1にて押出する方法を提案している。強力なせん断力でアルミニウム合金粉末を押し出すため、粉末表面の酸化膜が破れて隣接粉末同士の内部の金属が結合することを特徴としている。

【0009】また、特開昭61-136602号にはアルミニウム合金粉末を加熱成形後にホットプレスする方法が、さらに特開昭62-224602号には、焼結鍛造法による製造法が提案されている。しかし、これらの場合も得られた合金の硬さは200~250MHv程度

が限界であり、耐摩耗性の点ではやはり表面処理無しで鉄系材料に置換できる材料ではない。また、これらの粉末冶金法による製造においては、焼結工程や塑性加工工程前の加熱工程で高価な加熱設備を必要とし、また加熱に多大なエネルギーを必要とする。

【0010】他に、従来から行なわれてきた溶解鑄造方法や特開昭 60-50138号のような粉末冶金方法によりセラミックス等の粒子や繊維を分散させた複合材料化により耐摩耗性を改善する試みもなされたが、マトリックス部の硬さが200MHv以下であり摺動時にマトリックス部に凝着摩耗が発生するため実用に耐えない。よって、現在は極めて負荷の小さい摺動材を除けば、アルミニウム合金を摺動材に使用した場合、必ず一方に表面処理、例えばNi-PメッキやCrNコーティング、鉄溶射などが施されている。これらの処理法は高価であるばかりでなく、処理に当たっては表面部分を再度研磨などの仕上げ加工を施す必要がある。むしろ、使用中に表面処理層が失われると材料としては直ちに信頼性を失うなどの問題点がある。

【0011】そこで、本発明者は1993年5月21日出願した特許『高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金およびその製造方法』において所定の温度に保持された金型内に急冷凝固アルミニウム合金粉末を直接給粉し、金型からの熱伝導により瞬時に昇温して加圧圧縮することで粉末を成形固化する手法を提案し、その結果、ヤング率が100GPa以上で且つビッカース硬度が350MHv以上であることを特徴とする高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金を開発した。しかしながら、摩擦摺動条件や試料形状等によっては例えばコンプレッサー用ベーンのように摺動時に高負荷荷重が作用するような場合があり、高強度特性、特に曲げ強度が要求される。具体的には600MPaを越えるような抗折強度が要求される場合があるが、上記特許の製法により得られる耐摩耗性アルミニウム合金部材では600MPaを越える抗折強度を実現することは困難であった。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】この発明は、目的とする利用分野の用途に対し、摩耗防止目的の表面処理無しで摺動に耐え得る鉄系材料並みの耐摩耗性を有し、しかも高い抗折強度を有するアルミニウム粉末合金材料の製造を、従来の粉末冶金製造方法に比べて極めて高い経済性で実現せんとするものである。

【0013】

【作用】本発明者らは種々の実験・検討の結果、優れた耐摩耗性を有するアルミニウム合金摺動部材の製造方法を開発した。その構成内容を以下に記す。

(1) ヤング率が100GPa以上で且つビッカース硬度が350MHv以上でさらに抗折力が650MPa以上であることを特徴とする高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

(2) 一般式 $Al-a \cdot Si-b \cdot T-c \cdot X-d \cdot Cu-e \cdot Mg$ (但し、T; Fe, Niのどちらか一方または両方の元素、X; Ti, Cr, V, Mo, Zrの1種または2種以上の元素であり、且つa, b, c, d, eはそれぞれ重量%でa; 5~15%, b; 5~12%, c; 2~6%, d; 0.4~8%, e; 0.2~4%であり、残部が実質的にアルミニウムおよび不可避免的不純物)なる組成であることを特徴とする上記(1)記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

(3) 前記組成からなるアルミニウム合金であって、
①前記Si成分が粒径1μm以下のSi晶であり、
②前記T成分がAlと粒子の最長径部で3μm以下のAl-Fe, Al-Ni, Al-Fe-Ni系の金属間化合物であり、
③前記X成分が粒径1μm以下であり、これらの成分が上記形態で素地中に均一に分散していることを特徴とする上記(2)記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金。

(4) 前記(2)記載の組成からなるアルミニウム粉末合金において、最大粒径20μm、平均粒径10μm以下であるような炭化物、酸化物、窒化物から選ばれた少なくとも1種以上の硬質粒子が素地中に2~40体積%均一に分散することを特徴とする上記(2)(3)記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金である。

【0014】(5)さらに、原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末を冷間成形もしくは300℃以下の温間成形し、この粉末成形体を、内面温度を350℃~550℃に保持した金型(臼)に挿入し、これをどちらか一方もしくは両方を350℃~550℃に保持した上型(上パンチ)と下型(下パンチ)により圧力4~10t/cm²での3秒~60秒間の加圧圧縮により真密度比97%以上に熱間成形固化することを特徴とする上記(1)記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(6) 前記加圧圧縮による成形固化後に粉末固化体を300~500℃に0.5~4Hr加熱し、あるいはさらに水冷後200℃以下で時効処理を施すことを特徴とする上記(5)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(7) 原料である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末は、一般式 $Al-a \cdot Si-b \cdot T-c \cdot X-d \cdot Cu-e \cdot Mg$ (但し、T; Fe, Niのどちらか一方または両方の元素、X; Ti, Cr, V, Mo, Zrの1種または2種以上の元素であり、且つa, b, c, d, eはそれぞれ重量%でa; 5~15%, b; 5~12%, c; 2~6%, d; 0.4~8%, e; 0.2~4%であり、残部が実質的にアルミニウムおよび不可避免的不純物)なる組成であることを特徴とする上記(5)(6)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(8) 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末の凝固速度は 10^3℃/秒 以上であり、且つ 10^6℃/秒 を越えないことを特徴とする上記(5)乃至(7)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(9) 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末は噴霧法により製造された粉末であり、且つそれが最大粒径 $150\mu\text{m}$ 以下、平均粒径 $50\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする上記(5)乃至(8)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(10) 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的再凝集処理アルミニウム合金粉末は、そのまま或いは機械的な造粒処理や混合処理によりオリフィス 4mm φでの粉末の流動度が $60\text{秒}/50\text{g}$ 以下であることを特徴とする上記(5)乃至(9)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(11) 原料粉末である急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末が、前記(5)項記載の冷間成形もしくは温間成形での給粉前に 300℃ 以下に加熱されていることを特徴とする上記(5)乃至(10)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(12) 前記(7)項記載の組成を有する急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末において、前記(4)項記載の硬質粒子を添加・混合した後、機械的粉碎・混合・再凝集法の組み合わせによりこれら粒子を素地中に均一に分散した急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末を使用することを特徴とする上記(7)乃至(11)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法。

(13) 前記(7)項記載の組成を有するアルミニウム合金溶湯において、前記(4)項記載の硬質粒子を添加し、さらに溶解鑄造法や誘導溶解法によりこれら粒子を溶湯中に均一に分散させた後、噴霧法により作製した急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集アルミニウム基複合粉末を使用することを特徴とする上記(7)乃至(11)項記載の高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金の製造方法である。

尚、上記の機械的粉碎・混合・再凝集法とは具体的にはメカニカルアロイング法、メカニカルグラインディング法、造粒法を含む混合・粉碎手段を指す。

【0015】目的とする利用分野の用途に対し摩耗防止目的の表面処理無しで摺動に耐え得る鉄系材料並みの耐摩耗性を有するアルミニウム合金材料としては、摺動時に凝着摩耗の発生を防ぐために鉄系材料や表面処理被膜と同等の硬さをマトリックスに持たせる必要がある。このような高い硬さを得るためには、硬度の高い粉末を原料とする必要がある。アルミニウムをマトリックスとしてビッカース硬度 350MHV 以上の硬さを実現するには、つぎの2つの手段がある。一つは、急冷凝固法であ

り、もう一つは機械的粉碎凝集法である。これらは粉末に熱的に準安定或いは非平衡な析出物や晶出物を微細に分散させて分散強化を図ったり、過飽和に合金成分を固溶させて固溶強化を図ることで硬度を高める方法である。

【0016】一方、粉末冶金プロセスにより高強度特性を有した急冷凝固アルミニウム粉末合金部材を作製するためには粉末表面の酸化膜を破壊して新生面を露出させ、そこでの粉末同士の強固な結合を実現させることにある。そのためには急冷凝固組織を損なうことなく、粉末を塑性変形可能な温度域にまでできる限り短時間に昇温させて加圧・圧縮により酸化皮膜を分断・破壊することが有効であり、それには粉末が加熱・昇温される状態においてできる限り粉末同士近接することが望ましい。ゆえに急冷凝固アルミニウム合金粉末を加熱する際には粉末の状態よりもむしろ粉末を仮成形したバルク状態の方が熱伝導性に優れており、短時間昇温には有利である。

【0017】つまり、本発明は、加熱された金型からの熱伝達のみで挿入した粉末成型体を塑性変形が可能な温度域に瞬時に昇温し加圧・圧縮により固化することで、最小限の熱エネルギーの消費のみで、急冷凝固や機械的粉碎再凝集処理により得られた準安定・非平衡な組織的特徴を殆ど損なうことなく、温間成形工程で製品のニアネット形状に固化させることを見いだした点が特徴である。この結果、鉄系材料に近い熱膨張率を有する高硬度なアルミニウム合金材料が実現し、極めて優れた耐摩耗特性を有する摺動部部材が得られる。

【0018】本発明ではアルミニウム粉末合金の組成、素地中の析出物、合金粉末特性および製造条件を限定している。以下にこれら限定の意味を説明する。

【0019】1. アルミニウム粉末合金の組成、素地中の析出物、合金粉末特性

【0020】(1) アルミニウム粉末合金の組成・素地中の析出物、

ここで用いる急冷凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末は、一般式 $A1-a\cdot Si-b\cdot T-c\cdot X-d\cdot Cu-e\cdot Mg$ （但し、 $T; Fe, Ni$ のどちらか一方または両方の元素、 $X; Ti, Cr, V, Mo, Zr$ の1種または2種以上の元素であり、且つ a, b, c, d, e はそれぞれ重量%で $a; 5\sim 15\%, b; 5\sim 12\%, c; 2\sim 6\%, d; 0.4\sim 8\%, e; 0.2\sim 4\%$ であり、残部が実質的にアルミニウムおよび不可避免の不純物）なる組成である。

【0021】[Siの添加] Siは硬質粒子の一種であることから素地中に微細且つ均一に分散されることで固化体の耐摩耗性および剛性を向上させる効果がある。その添加量が5重量%よりも少ない場合には十分な効果は得られない。また、固化体の強度・靱性の観点から分散

する初晶 Si の粒径は $1\mu\text{m}$ 以下であることが望ましいが、15 重量% を越えて添加すると Si 晶の粗大化による固化体の強度・靱性の低下を誘発する。従って、Si 添加量は 5~15 重量% であることが望ましい。

【0022】[Fe, Ni の添加] Fe および Ni は微細なアルミニウムとの準安定相・非平衡相を形成することで粉末固化体の耐熱性と剛性を向上させる効果がある。つまり、耐熱性を改善することで摺動時における相手材との焼付きは大幅に抑制されることから Fe や Ni の添加は必須である。そのためには Fe、Ni のどちらか一方もしくは両方の元素の添加量が 5~12 重量% であることが望ましい。添加量が 5 重量% よりも少ない場合には十分な耐熱性および剛性を得ることができず、粉末固化体の耐焼付き性が低下する。また、固化体の強度・靱性の観点から分散する Al-Fe 系、Al-Ni 系、Al-Fe-Ni 系等の金属間化合物の大きさは $3\mu\text{m}$ 以下、望ましくは $1\mu\text{m}$ 以下であり、しかも球状を呈していることが必要であるが、12 重量% を越えて添加した場合には上記の金属間化合物が針状化・粗大化するために固化体の強度・靱性が低下するといった問題が生じる。

【0023】[Ti, Cr, V, Mo, Zr の添加] これら高融点金属元素は熱的に安定であり、しかも硬質でもあることから素地中に粒径 $1\mu\text{m}$ 、望ましくは $0.5\mu\text{m}$ 以下で且つ均一に分散することで固化体の耐熱性および硬度を向上させる効果がある。そのためには Ti, Cr, V, Mo, Zr から選ばれた 1 種または 2 種以上の元素を 2~6 重量% 添加することが望ましい。添加量が 2 重量% よりも少ない場合には上記のような効果が十分に得ることが出来ない。また、6 重量% を越えて添加した場合、粉末固化体の脆化による強度低下といった問題と共に噴霧する温度が高くなり、溶解時の電力消費量の増加による経済性の問題が生じる。

【0024】[Mg の添加] 本発明では Mg の添加が重要である。Mg は噴霧時に形成された粉末表面の酸化膜を固化する際に還元する働きがあり金属接触部を拡大し焼結現象を促進させる。Mg の添加量が 0.2 重量% 未満であると上記のような効果が不十分になる。逆に 4 重量% を越えると温度の影響を受け易くなり、素地の耐熱性や硬度が低下する。従って、望ましい Mg 含有量は 0.2~4 重量% である。

【0025】[Cu の添加] 本発明において Cu は粉末固化体の耐食性を改善すると共に Mg と共存すると温度; $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ にて時間 0.5~4 Hr の溶体化処理、さらに 200°C 以下での時効処理を施すことにより機械的特性を必要に応じて改善することができる。Cu の添加量が 0.4 重量% 未満であると上記のような作用効果が不十分になる。逆に 8 重量% を越えると使用環境での温度の影響を受け易くなり、素地の耐熱性や硬度が低下する。従って、望ましい Cu 含有量は 0.4~8

重量% である。

【0026】(2) 噴霧粉末の急冷度 (凝固速度) 本発明では噴霧粉末製造時のアルミニウム合金溶湯の凝固速度が重要である。急凝固により原料粉末に上記のような準安定相や微細な析出物・晶出物を生成させたり過飽和固溶させる。凝固速度が $103^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満であると析出相の粗大化により粉末固化体は脆化を生じ、その結果著しい強度低下を招き、上述したような効果が不十分になり、優れた耐摩耗性を有する高硬度アルミニウム合金製摺動部材を製造することが困難となるため、凝固速度は $103^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であることが必須である。但し、 $106^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を越える微細な急凝固粉末を歩留まり良く噴霧・回収することは困難であるといった経済上の問題から噴霧粉末の凝固速度は $106^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を越えないことが望ましい。

【0027】(3) 噴霧粉末の粒度 噴霧法により粉末を製造する場合、噴霧粉末の粒度と凝固速度は密接な関係がある。つまり、噴霧粉末が微細である程、その凝固速度 (急冷度) は大きくなり、そのため粉末内には微細な準安定相・非平衡相や析出物・晶出物が均一に分散し易くなり、その結果、粉末固化体の特性は向上する。具体的には本発明における噴霧粉末では、その最大粒径は $150\mu\text{m}$ 以下、平均粒度は $50\mu\text{m}$ 以下であることが望ましい。噴霧粉末の最大粒度が $150\mu\text{m}$ を越えたり、また平均粒度が $50\mu\text{m}$ を越えたりすると上述したような微細な析出物を得ることが困難となり、その結果高硬度耐摩耗性アルミニウム粉末合金を得ることが出来なくなる。

【0028】(4) 噴霧粉末中の硬質粒子 特に機械的・物理的特性の改善が必要な場合は、微細硬質粒子の均一分散によって改善することが出来る。分散粒子としては、複合化することで熱膨張率・剛性・強度・耐摩耗性等が改善できるものであればよく、焼結で分解拡散もしくは凝縮成長しないことが望ましい。このために選ばれる硬質粒子は以下のような炭化物、酸化物、窒化物等である。

- ①炭化物…アルミカーバイド、シリコンカーバイド、チタンカーバイド、ボロンカーバイド等
- ②酸化物…アルミナ、シリカ、ムライト、酸化亜鉛等
- ③窒化物…アルミナイトライド、窒化珪素、チタンナイトライド等

【0029】[分散粒子の粒径] 粒子の大きさは重量な因子である。マクロ的に見ると硬質粒子の分散による耐摩耗性・強度の改善に際して、粒子の大きさは最大粒径 $20\mu\text{m}$ 以下、平均粒径 $10\mu\text{m}$ 以下であることが望ましい。このような範囲を越えるような大きさの硬質粒子の分散によっては上記のような効果を十分に得ることは困難となる。一方、ミクロ的に見ると分散粒子により転位の動きを止める働きを持たせる効果もある。この場合は $0.1\sim 1\mu\text{m}$ 程度の細かい粒径のものが望ましい。

【0030】〔分散粒子の量〕上記の効果を得るためには分散粒子の量は2～40体積%とすることが望ましい。2体積%未満の添加では十分な硬度・強度・剛性等は得られず、一方40体積%を越えて添加すると逆に固化体の靱性を低下させる。

【0031】〔分散粒子の添加手段〕分散粒子の添加手段としては、原料粉末にこれら分散粒子を混合する混合法が経済的かつ容易であり、物理的特性値の改善には効果がある。しかし、単純な混合法では、分散させた粒子が元々の粉末粒界にのみ存在し、粉末内に粒子を分散させることができず、粒子分散による特性改善は図りにくい。また、微細な粒子を分散する場合には粉末粒子間の焼結結合を阻害するのでふさわしくない。この解決には粉末粒子内に分散粒子を分散させることが有効であり、その方法としては、つぎの2つの方法がある。

【0032】①粉末製造時において分散粒子を含有させた溶湯を粉末化する方法。

これは粒子を添加した溶湯を急凝固法によって粉末化する方法である。粉末化する前に粒子を添加するので粉末の内部に粒子が分散する。粒子の偏析や凝集を防ぐため溶解鑄造法により予め製造した分散粒子を均一に含有するインゴットを用いたり、溶湯中に分散粒子を添加して攪拌能力の高い誘導溶解したりする必要がある。

②分散粒子を添加した混合粉末を機械的粉碎再凝集処理する方法。

これは、急凝固粉末に、粒子を添加し機械的に粉碎し再凝集する方法である。この機械的粉碎再凝集処理によってアルミニウム合金粉末粒子中に添加粒子を微細均一に一体化できる。また、処理中に炭化物、酸化物あるいは窒化物は機械的粉碎再凝集処理により生成分散させることも可能である。この処理は、従来のボールミル粉碎や混合のような湿式法ではなく乾式で行なう。場合によってPCA（Process Control Agent）としてステアリン酸やアルコールなどを少量添加することで過度の凝集を防ぐこともある。処理装置はアトライターや振動ミル・遊星ミルが高速処理には適している。一方、ボール

ミルは、長時間処理が必要となるが雰囲気制御が容易であり、投入エネルギーの設計さえ適切におこなえば比較的経済性に優れている。

【0033】（製造条件）

（1）噴霧粉末の冷間成形もしくは300℃以下での温間成形、

〔噴霧粉末の流動性〕本発明における製法ではまず、噴霧粉末を金型に給粉してニアネット形状に固化する。これにより原料歩留まりの改善や加工費の削減といった経済性の効果が期待できる。しかし、これを実現させるためには粉末に対する流れ性や充填性が要求される。噴霧粉末の粒度が細かい場合、特に粉末の金型への流動性が問題となる。具体的には本発明の製造方法が量産工程において経済的に問題なく摺動部材を生産可能とするためには粉末の流れ性はオリフィス4mmφでの粉末の流動度が60秒/50g以下であることが望ましい。但し、使用する急凝固アルミニウム合金粉末或いは機械的粉碎再凝集処理アルミニウム合金粉末がこの条件を満足しないような場合には粉末を機械的に造粒・混合処理することで粉末の急冷度や物性を充分維持した状態で流動性を改善することが望ましい。

【0034】〔噴霧粉末の成形性・圧縮性〕合金組成によっては噴霧したままの粉末では高硬度であるために金型内に給粉し加圧により十分な成形性・圧縮性を確保するには粉末固化工程において高い成形圧力が必要となる場合がある。そのために金型が摩耗・損傷し寿命が短くなるといった経済性の問題が生じる。そこで、本発明においては噴霧粉末の成形性や圧縮性を改善する必要がある場合に対しては粉末の特性を低下させない範囲での噴霧粉末の型への給粉前の予熱処理が有効である。表1に見るように予熱によりその常温での成形性は大きく改善され、低い成形圧力によっても高い粉末成形体密度が得られることが判る。

【0035】

【表1】

成形圧力 (t/cm ²)			2	3	4	5	6	7	8
成形体密度 (g/cm ³)	予熱無		1.20	1.38	1.55	1.71	1.86	2.03	2.17
	予熱有	①	1.28	1.49	1.64	1.80	1.95	2.10	2.20
		②	1.60	1.74	1.85	1.98	2.16	2.20	2.23

【0036】（予熱条件）

①大気中にて220℃で24Hr保持。

②大気中にて300℃で24Hr保持。

粉末の合金組成；Al-12Si-5Fe-6Ni-2Cr-2Mo-3.5Cu-1Mg（重量%表示）。

【0037】種々の実験の結果、噴霧粉末が有する急凝固の特性を損なうことなく、且つ成形性・圧縮性を改善できるような具体的な条件として粉末温度が300℃以下となるような条件下での温間成形を行うことが有効であることを見いだした。これを実現させる手段として

は、

①噴霧粉末を事前に余熱処理して粉末温度が 300°C を越えない程度に加熱することで粉末を軟化させた後に成形する。

②金型を加熱しておき、これに噴霧粉末を給粉して粉末温度が 300°C を越えない範囲にて成形する。

このような温間成形において噴霧粉末の温度が 300°C を越えるような場合、噴霧粉末中の微細な準安定相・非平衡相等が相変換や粗大化を起こし、その結果著しい脆化による強度低下を招く。尚、噴霧粉末を予熱・焼鈍する雰囲気に関して、雰囲気温度が 250°C 未満での処理においては、大気中、窒素中、還元雰囲気中のいずれであってもよいが、 250°C ～ 300°C での処理については噴霧粉末の酸化を抑制するといった観点から窒素もしくは還元雰囲気中で行うことが望ましい。

(2) 加熱された金型による熱間成形固化

【0038】[金型温度： $350\sim 550^{\circ}\text{C}$] 上述したように本発明による粉末固化法の特徴は高温に保持された金型からの熱伝達のみで金型内に挿入されたアルミニウム合金粉末成形体を塑性変形可能な温度域に瞬時に昇温し、粉末同士を結合・固化させることである。その結果、粉末固化体の抗折力は 650MHv 以上を達成することができる。これを実現させるためには粉末成形体と接触する上型・下型のどちらか一方もしくは両方が 350°C 以上 550°C 以下であり、且つ臼の温度が 350°C 以上 550°C 以下であることが必須となる。この温度条件を満足しないような低い金型温度の場合には粉末を十分に塑性変形させることができないために粉末同士の結合力は小さく、その結果、加圧後の粉末固化体の強度・靱性は著しく低下する。一方、金型温度が 550°C を越えるような場合、粉末の準安定相・非平衡相が損なわれ、また素地中に分散している析出物や晶出物が粗大化するために、粉末固化体の硬さはビッカース硬度 350MHv 以上の達成が不可能となり、その結果、耐摩耗性は著しく低下し摺動部材として実用できなくなる。尚、金型(上・下パンチおよび臼)の昇温方法としては①各部に加熱ヒーターを挿入する方式、②高周波による直接誘導加熱方式などが有効である。

【0039】[熱間固化圧力： $4\sim 10\text{t/cm}^2$] 上述したように加熱された金型内の粉末成形体を塑性変形させて粉末同士の強固な結合状態を確保するには圧縮時の固化圧力は 4t/cm^2 以上 10t/cm^2 以下であることが必須である。圧力が 4t/cm^2 よりも小さい場

合には粉末同士が十分強固に結合しないために粉末固化体の強度が低下する。一方、圧力が 10t/cm^2 を越えてもさらなる強固な結合力は得られず、粉末固化体の強度も飽和する。逆に、圧力が大きくなることで金型の摩耗や型壁への粉末の焼付きが著しく進行するために金型寿命が短くなるといった経済上の問題が生じる。

【0040】[加圧時間： $3\text{秒}\sim 60\text{秒}$] 金型からの熱伝達のみで挿入されたアルミニウム合金粉末成形体を塑性変形可能な温度域に瞬時に昇温し、粉末同士を強固に結合・固化するためには金型を上記の温度域に保持しながら上型・下型で加圧圧縮し、成形固化するためにはこの際の加圧時間は $3\text{秒}\sim 60\text{秒}$ であることが必須となる。加圧時間が 3秒 よりも短い場合には粉末が十分に塑性変形できる温度まで昇温させることができないために粉末同士の結合力は小さくなり、その結果、加圧後の粉末固化体の強度は著しく低下する。一方、加圧時間が 60秒 を越えるような場合、金型からの過剰な熱伝達により粉末の準安定相・非平衡相が損なわれるため、粉末固化体の硬さはビッカース硬度 350MHv 以上の達成が不可能となり、その結果、耐摩耗性は著しく低下し摺動部材として実用できなくなる。

【0041】[密度比： 97% 以上] 上記の工程により得られた粉末固化体が十分な強度・靱性を有し、また使用環境下での雰囲気の影響を受けないためには固化体内に存在する空孔は連結空孔であってはならず、つまり独立空孔である必要がある。このためには固化体の密度比は 97% 以上であることが必須となる。

【0042】

【実施例】

(実施例1) 常温においてアルミニウム合金粉末を図2に示す粉末成形用金型により事前に成形し、この粉末成形体9を図1に示す熱間成形固化用金型(図1で1, 2, 3はそれぞれ上型, 下型, 臼である)内に挿入し、加圧・圧縮することで $40\times 15\times 5\text{mm}$ の板状の粉末固化体4を作製した。ここでは、金型(上下パンチ、臼)内にヒーター5を挿入することで昇温を行った。粉末の固化条件は表2に示すように本発明例はNo. 1～16であり、比較例としてNo. 17～24の条件にて成形固化した。尚、使用したアルミニウム合金粉末は $103\sim 106^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の凝固速度を有する噴霧粉末であり、その合金組成は表3内のNo. 6である。

【0043】

【表2】

製造条件 No.	粉末成形条件		熱間成形固化条件					そ の 他
	成形温度 (℃)	成形圧力 (t/cm ²)	金型温度 (℃)			固化 圧力 (t/cm ²)	加圧 時間 (秒)	
			上型	下型	白			
1	常温	4.0	380	385	385	9.0	50	
2	常温	5.0	425	420	445	7.0	35	
3	常温	6.0	470	470	470	5.5	25	
4	常温	5.0	520	520	520	6.0	8	
5	常温	5.5	540	545	540	6.0	5	
6	200	5.0	485	480	380	6.5	20	
7	300	6.0	540	540	355	5.0	10	
8	200	5.0	390	390	500	6.5	20	
9	常温	5.0	425	430	520	5.5	15	
10	常温	5.0	405	460	415	6.0	30	
11	常温	5.5	445	395	470	6.0	25	
12	150	5.0	320	390	480	9.0	50	
13	常温	5.0	315	375	515	6.5	20	
14	常温	5.0	365	295	510	8.0	30	
15	常温	5.0	425	420	445	7.0	35	350℃×1 Hr 加熱処理
16	常温	5.0	425	420	445	7.0	35	400℃×1 Hr加熱 →水冷→150℃ ×8Hr時効
17	常温	4.0	320	310	330	7.5	45	
18	300	5.0	310	315	535	8.0	45	
19	常温	6.0	480	495	325	7.0	45	
20	常温	5.0	520	525	510	4.0	2	
21	常温	5.0	420	415	430	6.0	70	
22	300	5.5	390	400	495	7.5	90	
23	常温	5.0	480	465	530	3.0	30	
24	150	5.0	470	475	505	11.5	15	型壁との焼付き発生
25	375	5.0	440	435	450	7.0	40	
26	495	5.0	430	450	420	7.0	40	型壁との焼付き発生

(製造条件 No. 1～16 ; 本発明例、 No. 17～26 ; 比較例)

【0044】

【表3】

No.	Si	元素：T			元素：X						硬質粒子 (容積%)	Cu	Mg	Al	凝固速度 (℃/秒)	粉末粒径 μm	
		Fe	Ni	計	Ti	Cr	V	Mo	Zr	計						最大	平均
1	5	3	3	6	0	2	2	1	1	6	無	4	1	残	5×10^3	77	30
2	5	5	6	11	0	2	1	1	0	4	無	4	1	残	4×10^3	86	35
3	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	無	3.5	0.5	残	5×10^3	75	30
4	8	6	5	11	1	1	0	1.5	0.5	4	無	3.5	0.5	残	6×10^3	65	28
5	11	5	5	10	0	1.5	1	0.5	0	3	無	4	1	残	5×10^3	75	30
6	12	4	5	9	0	2	1	1	0	4	無	3.5	1	残	6×10^3	66	27
7	15	5	5	10	1	2	1	1	0	5	無	3.5	1	残	4×10^3	83	33
8	15	4	5	9	0	2	1	1	0	4	無	3.5	1	残	5×10^3	77	30
9	10	7	0	7	1	2	1	1	0	5	無	4	0.9	残	5×10^3	79	29
10	10	0	9	9	0	2.5	1.5	1	1	6	無	3	0.5	残	5×10^3	75	30
11	11	5	7	12	0	3	0	0	0	3	無	4	1	残	5×10^3	75	30
12	12	5	6	11	0	0	2	1	0	3	無	3.5	0.6	残	5×10^3	76	30
13	12	4	6	10	1	2	2	1	0	6	無	2	0.5	残	5×10^3	75	30
14	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	10^{-3}	3.5	0.5	残	5×10^3	75	30
15	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	25^{-3}	3.5	0.5	残	5×10^3	76	31
16	0	5	6	11	0	2	1	1	0	4	無	4	1	残	4×10^3	86	35
17	4	5	5	10	1	1	1	1.5	0.5	5	無	3.5	0.8	残	5×10^3	75	30
18	17	6	3	9	0	1	1	1	1	4	無	3.5	0.5	残	7×10^3	61	22
19	20	4	6	10	0	2	1.5	0.5	0	4	無	3.5	1	残	4×10^3	88	35
20	12	2	2	4	1	0	2	1	0	4	無	3.5	1.1	残	6×10^3	65	28
21	12	6	8	14	0	0	1.5	1.5	1	4	無	4	0.5	残	3×10^3	91	39
22	12	5	6	11	0	0	0	0	0	0	無	3	0.5	残	5×10^3	78	31
23	12	5	5	10	0	1	0	0	0	1	無	4	1	残	5×10^3	75	30
24	12	5	6	11	1.5	3	0	3	1.5	9	無	3.5	0.5	残	5×10^3	75	30
25	10	5	5	10	2	2	2	1	1	8	無	3.5	0.8	残	4×10^3	84	34
26	12	5	6	11	1	1	2	0	0	4	無	0	1	残	6×10^3	66	28
27	11	4	6	10	0	1	0	1	1	3	無	3	0	残	4×10^3	83	35
28	12	4	5	9	0	2	1	1	0	4	無	3.5	1	残	3×10^3	135	90
29	15	4	5	9	0	2	1	1	0	4	無	3.5	1	残	8×10^3	250	43
30	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	1^{-3}	0	0	残	5×10^3	70	30
31	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	50^{-3}	0	0	残	5×10^3	70	30
32	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	25^{-3}	0	0	残	5×10^3	78	32
33	8	4	4	8	0	1	0	1	1	3	25^{-3}	0	0	残	5×10^3	82	34

(試料 No. 1～15：本発明例、No. 16～33：比較例)

- * 1：硬質粒子として Al_2O_3 を5%容積、SiCを5%容積%含有
但し、各硬質粒子の最大粒径 $8\mu\text{m}$ 、平均粒径 $3\mu\text{m}$ である。
- * 2：硬質粒子として Al_2O_3 を5%容積、SiCを5%容積%、Si、Nを15%容積%含有
但し、各硬質粒子の最大粒径 $5\mu\text{m}$ 、平均粒径 $0.5\mu\text{m}$ である。
- * 3：硬質粒子として Al_2O_3 を1%容積含有
但し、この Al_2O_3 粒子の最大粒径 $8\mu\text{m}$ 、平均粒径 $3\mu\text{m}$ である。
- * 4：硬質粒子として Al_2O_3 を15%容積、SiCを15%容積%、Si、Nを20%容積%含有
但し、各硬質粒子の最大粒径 $5\mu\text{m}$ 、平均粒径 $0.5\mu\text{m}$ である。
- * 5：硬質粒子として Al_2O_3 を5%容積、SiCを5%容積%、Si、Nを15%容積%含有
但し、各硬質粒子の最大粒径 $20\mu\text{m}$ 、平均粒径 $13\mu\text{m}$ である。
- * 6：硬質粒子として Al_2O_3 を5%容積、SiCを5%容積%、Si、Nを15%容積%含有
但し、各硬質粒子の最大粒径 $35\mu\text{m}$ 、平均粒径 $8\mu\text{m}$ である。

【0045】次に、このようにして得られた固化体の耐摩耗性を評価すべく、共晶鋳鉄を相手材として図3に示すようなピンオンディスクタイプの摩耗試験機により試験を行った。試験条件に関しては相手材である共晶鋳鉄をディスク材11(回転側形状 $105\text{mm}\phi \times 5\text{mm}$)に用い、回転速度Vは 10m/秒 、ピン10($8\text{mm}\phi \times 15\text{mm}$)側に付与する荷重P(図中矢印)は 5kg

f/mm^2 と一定とし、また摩耗試験はATF油中にて実施した。粉末固化体の物理的・機械的特性(熱膨張率、ピッカース硬度および抗折力)と摩耗試験結果(粉末固化体および相手材である共晶鋳鉄の摩耗量の測定結果)を表4に示す。

【0046】

【表4】

項目	製造 条件	熱膨張率 $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$	ヤング率 (GPa)	ビッカース硬度 (MHv)	抗折強度 (MPa)	摩耗量(mg)	
						粉末固化体	共晶鑄鉄
本発明例①	1	15.6	104	410	660	15	8
本発明例②	2	15.5	104	405	668	13	9
本発明例③	3	15.6	104	396	685	14	10
本発明例④	4	15.7	104	383	690	17	11
本発明例⑤	5	15.6	104	375	683	18	8
本発明例⑥	6	15.7	105	400	670	19	9
本発明例⑦	7	15.5	104	390	695	16	7
本発明例⑧	8	15.6	104	401	680	10	8
本発明例⑨	9	15.6	105	388	700	17	8
本発明例⑩	10	15.6	104	397	695	16	9
本発明例⑪	11	15.7	104	403	668	18	10
本発明例⑫	12	15.5	105	406	670	11	7
本発明例⑬	13	15.5	104	405	675	16	8
本発明例⑭	14	15.7	104	404	670	17	8
本発明例⑮	15	15.6	104	400	695	14	7
本発明例⑯	16	15.6	104	432	652	8	10
比較例①	17	15.6	104	431	315	※1	—
比較例②	18	15.6	104	422	340	※1	—
比較例③	19	15.5	105	408	365	※1	—
比較例④	20	15.4	104	384	395	※2	—
比較例⑤	21	15.3	104	404	390	※2	—
比較例⑥	22	15.6	104	388	380	※2	—
比較例⑦	23	15.7	106	379	283	※1	—
比較例⑧	24	15.7	104	388	640	20	12
比較例⑨	25	15.6	107	380	390	※1	—
比較例⑩	26	15.6	108	364	373	※1	—

※1：試験中に粉末固化体が割れたために試験中止

※2：試験中に粉末固化体の摺動面が部分的に欠損したために試験中止

【0047】本発明例1～16では粉末固化体のビッカース硬度は目標値の350MHvであり、かつ抗折力は目標値の650MPaを十分に満足している。摩耗試験結果においても粉末固化体自身および相手の共晶鑄鉄材の摩耗損傷量も少ないことから、耐摩耗性と相手攻撃性に優れている。一方、比較例1～8に関して、比較例1；上・下型の温度が低いために粉末同士が十分に結合せず、固化体の強度が低下した結果、摩耗試験中に固化体に割れ発生。
比較例2；上・下型の温度が低いために粉末同士が十分

に結合せず、固化体の強度が低下した結果、摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例3；臼の温度が低いために粉末同士が十分に結合せず、固化体の強度が低下した結果、摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例4；加圧時間が短かったために粉末同士が十分に結合せず、固化体の強度が低下した結果、摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損。

比較例5；長時間加熱により準安定相・析出相が粗大化し、粉末固化体は脆化による強度低下を生じたために、

摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損。

比較例 6 ; 長時間加熱により準安定相・析出相が粗大化し、粉末固化体は脆化による強度低下を生じたために、摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損。

比較例 7 ; 固化面圧が低いために粉末同士が十分に結合せず、固化体の強度が低下した結果、摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例 8 ; 固化圧力が高すぎたために粉末固化体が臼の内壁と焼付きを生じるといった問題が発生。

比較例 9 ; 成形温度が高いために準安定相・析出相が粗大化し、粉末固化体は脆化による強度低下を生じたために、摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損。

比較例 10 ; 成形温度が高いために準安定相・析出相が粗大化し、粉末固化体は脆化による強度低下を生じたために、摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損。

【0048】(実施例 2) 常温においてアルミニウム合金粉末を図 2 に示す粉末成形用金型により事前に成形

し、この粉末成形体を図 1 に示す熱間成形固化用金型(上・下型および臼)内に挿入し、加圧・圧縮することで $40 \times 15 \times 5$ mm の板状の粉末固化体を作製した。ここでは、金型(上下パンチ、臼)内にヒーターを挿入することで昇温を行った。噴霧粉末の合金組成、凝固速度および噴霧後の粉末粒径(最大・平均)は表 3 に示すとおりであり、本発明例は No. 1 ~ 15 で、比較として No. 16 ~ 33 の粉末を成形固化した。尚、粉末の固化条件は表 2 内の No. 2 を適用した。

【0049】次に、このようにして得られた固化体の耐摩耗性を評価すべく、実施例 1 にて上述したと同様のピンオンディスク摩耗試験により試験を行った。粉末固化体の物理的・機械的特性(熱膨張率、ビッカース硬度および抗折力)と摩耗試験結果(粉末固化体および相手材である共晶鋳鉄の摩耗量の測定結果)を表 5 に示す。

【0050】

【表 5】

項目	合金組成	熱膨張率 ×10 ⁻⁶ ℃	ヤング率 (GPa)	ビッカース硬度 (MHv)	抗折強度 (MPa)	摩耗量 (mg)	
						粉末固化体	共晶鑄鉄
本発明例①	1	17.2	100	365	690	16	10
本発明例②	2	16.8	101	378	686	14	8
本発明例③	3	16.2	103	392	672	13	8
本発明例④	4	16.4	103	395	676	12	7
本発明例⑤	5	16.0	104	400	670	10	11
本発明例⑥	6	15.5	105	405	668	13	9
本発明例⑦	7	15.1	107	420	657	10	8
本発明例⑧	8	15.2	106	418	659	11	8
本発明例⑨	9	16.4	104	398	670	12	9
本発明例⑩	10	15.9	105	386	672	13	10
本発明例⑪	11	16.1	107	401	660	11	8
本発明例⑫	12	15.4	106	408	655	10	6
本発明例⑬	13	15.3	106	407	651	10	8
本発明例⑭	14	14.9	108	430	683	7	6
本発明例⑮	15	14.5	112	442	651	5	8
比較例①	16	18.8	92	175	483	4.2×10 ³	10
比較例②	17	17.8	97	198	460	2.9×10 ³	8
比較例③	18	14.6	109	428	327	※1	—
比較例④	19	14.2	111	445	330	※1	—
比較例⑤	20	16.1	106	330	659	4.9×10 ³	9
比較例⑥	21	15.0	108	418	360	※1	—
比較例⑦	22	16.0	106	325	450	5.8×10 ³	10
比較例⑧	23	15.6	106	330	463	5.5×10 ³	7
比較例⑨	24	15.5	107	436	345	※1	—
比較例⑩	25	15.9	105	421	324	※1	—
比較例⑪	26	15.6	106	406	372	※2	—
比較例⑫	27	15.7	105	401	389	※2	—
比較例⑬	28	15.7	104	325	662	3.8×10 ³	8
比較例⑭	29	15.2	107	340	670	3.5×10 ³	10
比較例⑮	30	16.2	103	394	665	13	8
比較例⑯	31	15.0	110	433	365	※1	—
比較例⑰	32	15.2	103	395	388	※2	—
比較例⑱	33	15.4	103	388	375	※2	—

※1：試験中に粉末固化体が割れたために試験中止

※2：試験中に粉末固化体の摺動面が部分的に欠損したために試験中止

【0051】本発明例1～15では粉末固化体のビッカース硬度は目標値の350MHvであり、かつ抗折力は目標値の650MPaを十分に満足している。摩耗試験結果においても粉末固化体自身および相手の共晶鑄鉄材の摩耗損傷量も少ないことから、耐摩耗性と相手攻撃性に優れている。一方、比較例1～18に関して、比較例1；Si添加量が0%であるために十分な剛性・硬度が得られず、その結果耐摩耗性が著しく低下。

比較例2；Si添加量が4%と少ないために十分な剛性・硬度が得られず、その結果耐摩耗性が著しく低下。
比較例3；Si添加量が17%と多いために粉末固化体を脆化させ、その結果摩耗試験中に固化体に割れ発生。
比較例4；Si添加量が20%と多いために粉末固化体を脆化させ、その結果摩耗試験中に固化体に割れ発生。
比較例5；FeおよびNiの合計添加量が4%と少ないために粉末固化体の十分な剛性・硬度が得られず、その

結果耐摩耗性が著しく低下。

比較例 6 ; Fe および Ni の合計添加量が 14 % と多いために粉末固化体を脆化させ、その結果摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例 7 ; 高融点金属元素 X の添加量が 0 % であるために十分な硬度が得られず、その結果耐摩耗性が著しく低下。

比較例 8 ; 高融点金属元素 X の合計添加量が 1 % であるために十分な硬度が得られず、その結果耐摩耗性が著しく低下。

比較例 9 ; 高融点金属元素 X の合計添加量が 9 % と多いために粉末固化体を脆化させ、その結果摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例 10 ; 高融点金属元素 X の合計添加量が 8 % と多いために粉末固化体を脆化させ、その結果摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例 11 ; Cu 添加量が 0 % であるために十分な粉末固化体の強度が得られず、その結果摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損。

比較例 12 ; Mg 添加量が 0 % であるために粉末同士が十分に結合せず、そのために粉末固化体の強度が低下し、摩耗試験中に固化体の摺動面が部分的に欠損

比較例 13 ; 噴霧粉末の平均粒径が $90\mu\text{m}$ であり、その凝固速度が $10^3\text{C}/\text{秒}$ よりも小さいために粉末内の析出相・晶出相が粗大化し十分な硬度が得られず、その結果耐摩耗性が著しく低下。

比較例 14 ; 噴霧粉末の最大粒径が $250\mu\text{m}$ であり、その凝固速度が $10^3\text{C}/\text{秒}$ よりも小さいために粉末内の析出相・晶出相が粗大化し十分な硬度が得られず、その結果耐摩耗性が著しく低下。

比較例 15 ; 硬質粒子の合計添加量が 1 容積 % であるために十分な剛性・硬度の向上効果が得られず、その結果耐摩耗性のさらなる向上無し。

比較例 16 ; 硬質粒子の合計添加量が 50 容積 % と多いために粉末固化体を脆化させ、その結果摩耗試験中に固化体に割れ発生。

比較例 17 ; 硬質粒子の平均粒径が $13\mu\text{m}$ であるために粉末固化体の脆化を招き、その結果粉末固化体の強度低下による固化体の欠損発生。

比較例 18 ; 硬質粒子の最大粒径が $35\mu\text{m}$ であるために粉末固化体の脆化を招き、その結果粉末固化体の強度低下による固化体の欠損発生。

【0052】(実施例 3) 表 3 中の No. 2 の合金組成を有した噴霧粉末を造粒法、混合法等の機械的粉碎・再凝集処理により、表 6 に示すような流動度を有した粉末を分類し、各々を図 2 中の粉末成形用金型(上・下型および臼)を用いて臼内に給粉し、表 2 内の No. 2 の粉末成形条件にて $39.8 \times 14.8 \times 7.5\text{mm}$ の板状の成形体を作製した。その固化状況についても表 6 に示す。

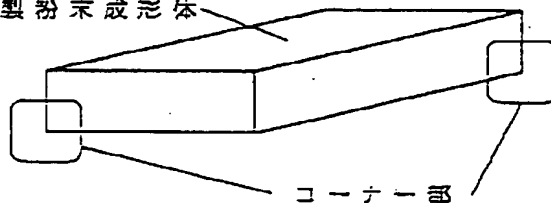
【0053】

【表 6】

項 目	流動度 (秒)	粉末の固化状況	備 考
本発明例 ①	38	良好な成形体	
本発明例 ②	48	同上	
本発明例 ③	55	同上	
比較例 ①	70	コーナー部欠落	
比較例 ②	流れず	同上	金型を振動させて給粉
比較例 ③	流れず	同上	同上

(粉末の流動度はオリフィス $4\text{mm}\phi$ での粉末 50g の測定値)

本発明例および比較例のアルミ
合金製粉末成形体



【0054】本発明例 1 ~ 3 に関しては良好な形状を有した粉末固化体を得られた。一方、比較例 1 ~ 3 に関してはそれぞれ流動性が十分でないために金型端部およびコーナー部への粉末充填が不十分となり、その結果金型から離型後、粉末固化体のその部分が欠落・欠損し、良

好な形状が得られない。

【0055】

【発明の効果】本発明により物理的・機械的特性に優れ、特に高硬度で且つ耐摩耗性に優れた高密度焼結アルミニウム合金を高い経済性で製造することが出来る。そ

の結果、従来の鉄製コンプレッサー部品のベーン、シュ
ー、サイドプレート等、自動車部品のオイルポンプロー
ター等、または、事務機器のローラー、ギヤ、軸受け等
の摺動部に適用でき、軽量化・小型化が図れる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 粉末固化体の製造装置を示す正面図である。

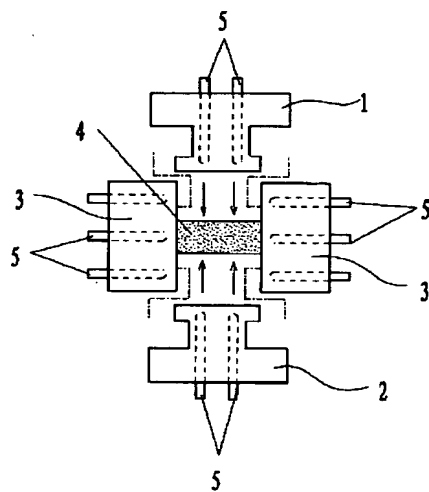
【図 2】 粉末固化体の成形体の成形金型を示す正面図で
ある。

【図 3】 粉末固化体のピンオンディスク摩耗試験装置の
正面図である。

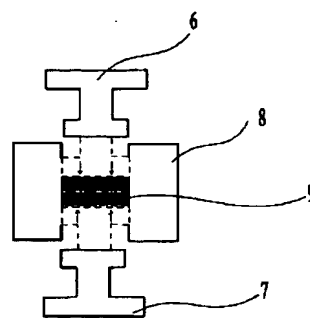
【符号の説明】

- 1 : 上型
- 2 : 下型
- 3 : 臼
- 4 : 粉末固化体
- 5 : ヒーター
- 6 : 上型
- 7 : 下型
- 8 : 臼
- 9 : 粉末成形体
- 10 : ピン
- 11 : ディスク

【図 1】



【図 2】



【図 3】

